

プロジェクトレビュー 日米科学技術協力事業 JUPITER-II プロジェクト

3. バナジウム合金・液体リチウムシステムの研究

室賀 健夫¹⁾, 長坂 琢也¹⁾, 鈴木 晶大²⁾, 福元 謙一³⁾, 佐藤 学⁴⁾, 渡辺 英雄⁵⁾¹⁾核融合科学研究所, ²⁾東京大学工学系研究科, ³⁾福井大学工学研究科,⁴⁾東北大学工学研究科, ⁵⁾九州大学応用力学研究所

(原稿受付: 2009年2月7日)

Keywords:

vanadium alloy, liquid lithium, MHD pressure drop, insulator coating, impurity transfer, irradiation creep, weld joint

3.1 研究の背景と目的

バナジウム合金を構造材料に, 液体リチウムを増殖材・冷却材に用いるブランケット (Li/V ブランケット) は, 熱輸送能力が大きく, 中性子増倍用ベリリウムが不要なため構造がコンパクトかつシンプルになり, 構造材料の長寿命化が達成されればブランケットの定期交換が不要になる魅力の高いシステムとして期待されている (図1). バナジウム合金に関しては, 近年高純度 V-4Cr-4Ti 合金 (NIFS-HEAT-2) の大量製造と部材製作技術が大きく進歩し, ブランケット試験体の製作の見通しが得られつつある [1].

一方, このシステムにはいくつかの重要課題が残されている [2]. 第1は, 強磁場で導電性流体であるリチウムを流すことによって生じる MHD (MagnetoHydroDynamic) 圧力損失であるが, これに関しては配管内部に絶縁被覆を施すことにより低減が可能と見込まれている (図2). MHD 絶縁被覆については, 以前は酸化カルシウムのその場被覆研究がアメリカを中心に行われていたが, その後カ

ルシウムの液体リチウムへの溶解度が高いため, 高温で被覆が再溶解することが明らかになり, JUPITER-II 計画の開始時点においては, 新しい候補材の開発が強く期待されていた.

第2はバナジウム合金の耐照射特性である. バナジウム合金自体は一般に耐照射性に優れているが, 溶接部, 被覆界面, 様々な加工熱履歴を経た部材の照射挙動は確認されていない. また, バナジウム合金にも添加元素や加工熱処理などによる更なる高度化が図られているが, 耐照射性の評価が遅れていた. バナジウム合金の高温使用限界を定めるのはクリープ変形と考えられているが, これまで高品質の試験片や高精度に環境を制御した試験の不足により, 熱クリープデータは不十分であり, 照射下クリープのデータに至ってはほとんどデータがないのが現状であった.

これらの研究には, ブランケット環境である液体リチウム雰囲気での照射を含む試験が必要であり, アメリカの特徴あるリチウム環境試験設備, リチウム環境照射試験設備を用いた研究を立案した.

本タスクにおいては, 上記の主要課題を中心に Li/V ブランケット要素技術の高度化を達成し, ブランケット開発の将来的な見通しを明らかにすることを目的とした.

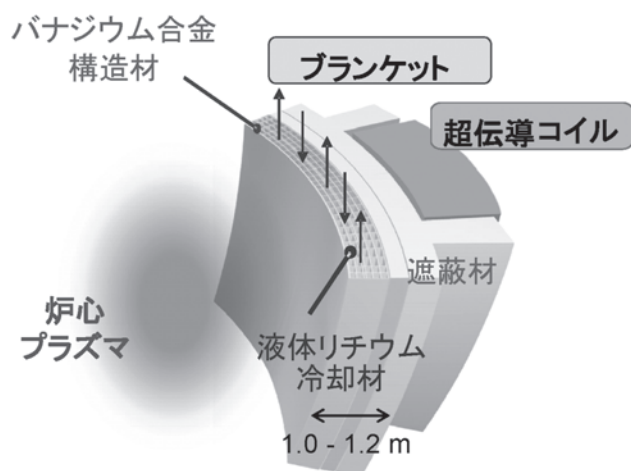


図1 バナジウム合金・液体リチウムブランケットシステムの模式図.

3.2 研究計画

JUPITER-II 計画において, バナジウム合金・液体リチ

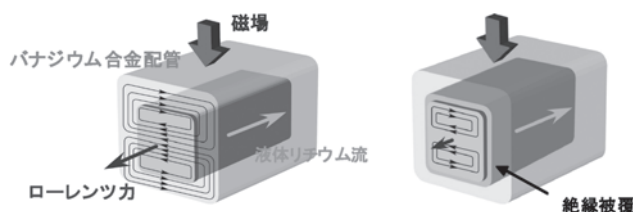


図2 MHD 圧力損失の絶縁被覆による低減の模式図.

3. Study on Vanadium Alloy-Liquid Lithium Systems

MUROGA Takeo, NAGASAKA Takuya, SUZUKI Akihiro, FUKUMOTO Ken-ichi, SATOU Manabu and WATANABE Hideo

corresponding author's e-mail: muroga@nifs.ac.jp

ウムシステムの研究は、下記2つのサブタスク構成で進められた。

(1) サブタスク1-2A (MHD 低減絶縁被覆材の開発)

液体リチウムと共存性のある絶縁セラミックス被覆候補材を見出しバナジウム合金への被覆法を高度化するとともに、長期的な安定性と照射下特性を明らかにすることを目的とした。

(2) サブタスク1-2B (バナジウム合金キャプセル照射)

HFIR でリチウム雰囲気の中性子照射を行ない、候補バナジウム合金の照射特性、特に照射下クリープ特性、溶接部の照射効果などを明らかにするとともに、日本で開発したY等を添加した改良バナジウム合金の照射特性を明らかにすることを目的とした。

3.3 使用施設

本研究では、米国オークリッジ国立研究所 (ORNL) の液体リチウム施設、HFIR およびホットラボを利用した。液体リチウム施設では、反応性の高いリチウムを扱うため、窒素や水分を除去した高純度アルゴン雰囲気中で作業が行えるようになっており、リチウム環境での長期間浸漬試験、その場電気伝導測定、内圧管試験片による熱クリープ試験、HFIR 照射キャプセル用のリチウム充填作業などが行われた。高照射量の HFIR リチウム封入キャプセル照射は、これまでに例がなく、キャプセル製作から照射下のモニタリング、照射後のリチウム除去など、多くが新しい技術の開発を必要とするものであった。図3に ORNL のリチウム取り扱い施設と、HFIR 照射用キャプセルに試料と液体リチウムを装填している様子を示す。照射後試験の多くは ORNL のホットラボで行われたが、一部の照射試料は東北大学金属材料研究所大洗センターに輸送され、照射後試験が行われた。

本タスクの試験に関する技術開発においては、日本の大学における小規模液体リチウム試験、JMTR キャプセル開発、常陽における液体ナトリウム封入キャプセル照射技術など日本の施設における経験が活用された。

3.4 成果概要

3.4.1 MHD 低減絶縁被覆材の開発

バナジウム合金上に作製された MHD 低減絶縁被覆は、

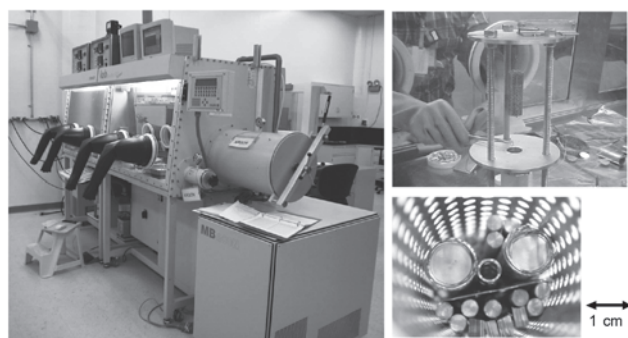


図3 オークリッジ国立研究所のリチウム取り扱い施設と、HFIR 試料キャプセルへのリチウム充填作業の様子。

高温照射下で液体リチウムに接し、電気絶縁性を有したまま熱伝導性を保持して長期間の安定性を有する必要がある。このため、様々な項目にわたる開発研究が必要となるが、本計画においては、(i) MHD 低減絶縁被覆の素材候補セラミックスの選定、(ii) 絶縁性等についての確認、(iii) 被覆手法の開発、(iv) 被覆に生ずるクラックへの対策といった段階を踏んで開発を進めた。

MHD 低減絶縁セラミックス選定の第一段階として、化学的に最も還元性の強い雰囲気である液体リチウムとの共存性を持つセラミックスの探索を行った。熱力学計算によって還元反応が進みにくく、電気伝導性を示さず、中性子との核反応の小さなセラミックスを徹底的に探索した結果残った5つの候補セラミックスについて、高純度かつ高密度の焼結体を日米それぞれで開発し、ORNL で最大 800℃、1000 時間の液体リチウム中での共存性試験を行った[3]。図4に示すように、従来、第一候補として考えられていた酸化カルシウムは 600℃ 以上で大きな腐食を受けることが判明した一方、本計画で新たに探索した酸化エルビウムの腐食は非常に小さいことなどが明らかとなった。この結果から開発目標である 10 μm/y を充分に下回った酸化イットリウム、酸化エルビウム、および窒化アルミニウムを、MHD 低減絶縁被覆の候補セラミックスとして選定した[3]。

これらの候補セラミックス焼結体について、ORNL にて 800℃ までの電気抵抗率が測定され、開発目標である 10⁴ Ωm を上回ることが確認されるとともに、日本において、D-T 中性子源 FNS、材料試験炉 JMTR および⁶⁰Coγ線での照射により照射誘起導電性が常温および高温で測定され、吸収線量についてのブラケット条件への外挿値が目標の絶縁性を十分確保できることが確認されている[4]。また、液体リチウムとの高温照射下共存性についても、ORNL の HFIR での照射を行い、窒化アルミニウム表面での窒化リチウムの生成が示唆されたものの、酸化イットリウムおよび酸化エルビウムについては、非照射と同様の結

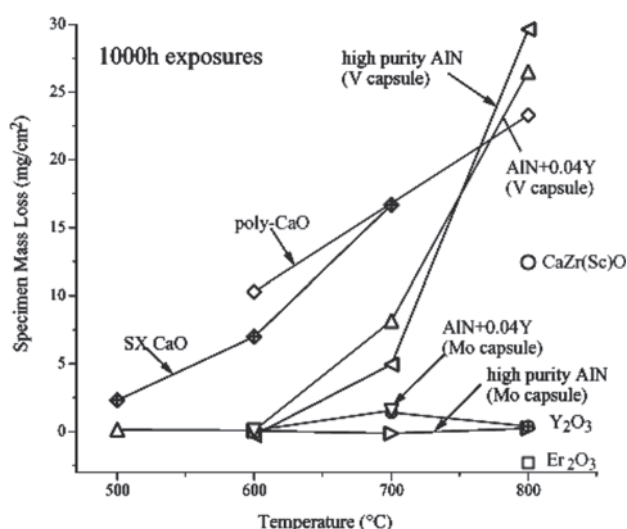


図4 各種 MHD 低減絶縁被覆候補セラミックスの高温液体リチウム中浸漬による重量減少。

果が得られている。

候補セラミックス材料のバナジウム合金上への薄膜化は、高い熱伝導を確保するために $10\mu\text{m}$ 以下が望ましく、高結晶、低不純物、高密度の薄膜を作製するために複数の物理蒸着法によって実施した。日米それぞれで開発を進めた結果いずれの素材も薄膜化に成功し、被覆材について液体リチウムとの共存性試験を ORNL で実施した。酸化イットリウムは米国 LLNL において電子ビーム蒸着法によって作製した薄膜が最も結晶性に優れていたが、液体リチウムとの共存性試験後の X 線回折測定によって薄膜全体が LiYO_2 に変化していることが確認された。これは、焼結体においてもわずかに観測された現象で被覆の結晶粒や密度の制御により低減できる可能性もあるが、 LiYO_2 の特性についてはほとんど未知であり、基礎研究の蓄積を待つこととなった。

酸化エルビウムについては、ドイツのマックスプランクプラズマ物理研究所においてアークプラズマ反応蒸着法によって作製した被覆が最も結晶性に優れていた。最大 700°C 、 1000 時間までの液体リチウム共存性試験の結果、図 5 に示すように、高温基板温度で製作すると高結晶の酸化エルビウム皮膜が得られ、この場合浸漬によって割れや剥離がほとんど起こらなかった[5]。窒化アルミニウムについては、東京大学においてプラズマスパッタ蒸着法によって作製した薄膜が最も酸素不純物を低く抑えたが不十分であり、液体リチウム共存性試験では残留した酸素不純物による腐食が発生し、基礎研究の蓄積を待つこととなった[6]。以上により、アークプラズマ蒸着法により作製した酸化エルビウムコーティングを次のステップの開発に進めた。

アークプラズマ蒸着法により作製した酸化エルビウムコーティングについて、液体リチウムによる腐食や割れなどを総合した絶縁特性を評価するために、ORNL で高温液体リチウムを電極とした電気抵抗測定を実施した。しかし、十分に濡れが進展したのちの電気抵抗率は、発生したクラック中に液体リチウムが侵入して生じたと考えられる短絡によって、目標値を大きく下回る結果となった。このクラック対策のために、耐食用金属被覆を MHD 低減絶縁被覆上に施す二重コーティング、および、バナジウム合金表面近傍に酸素をあらかじめ導入し、液体リチウムに溶解した金属エルビウムと反応を起こさせてクラック中に酸化エルビウムを生成させる in-situ 修復法の検討を行った。二

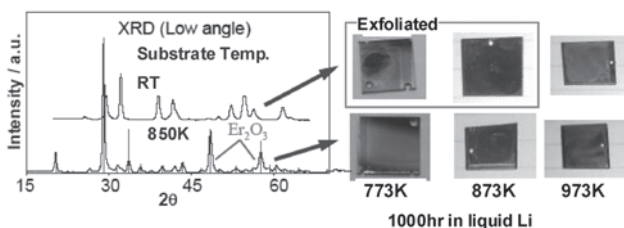


図5 アークプラズマ反応蒸着法によるバナジウム合金への酸化エルビウム被覆材の、液体リチウム浸漬試験。850 K の基板温度で生成すると、酸化エルビウムの結晶性が高まり、リチウム浸漬によってもクラックや剥離が起こらない。

重コーティングについては、耐食用金属被覆の厚さを極めて薄くして渦電流を抑制するため、高い金属リチウム耐食性を必要とする。耐食用金属被覆として、バナジウム合金、金属バナジウム、純鉄が考えられ、実際に図 6 に示す二重コーティングが作製されて、液体リチウム電極による高い絶縁性が確認されたほか、ORNL に建設したバナジウム合金製の液体リチウム自然対流ループにおいて、 700°C 、 2355 時間までの優れた耐食性が確認された[7]。一方、in-situ 修復法については、クラック内への酸化エルビウム生成が確認されたが、バナジウム合金の酸素導入層の強度が低いために MHD 低減絶縁被覆自体が剥離を起こすことが課題となり、基礎研究の進展を待つこととなった。

以上のように、酸化エルビウムに対して二重コーティングを行うことにより、Li/V ブランケットにおける重要な開発課題である MHD 低減絶縁被覆の開発が可能であることが確認された。今後さらに基礎研究を積み上げることによって、候補材、被覆法、クラック修復法に幅を持たせることが期待される低減絶縁とともに、本計画では対象としなかった配管内面への被覆作整法の開発が期待されており、Sol-gel 法や金属錯体 CVD 法などが検討されている。

3.4.2 液体リチウム中での不純物移行によるバナジウム合金の強度変化

バナジウム合金の機械的性質、照射特性は合金中の C, N, O 不純物濃度と、その固溶、析出状態に大きな影響を受けることが明らかになっている。C, N, O 不純物の濃度が大きくなり、かつ固溶状態にあると、硬化することで脆化し、さらに、照射欠陥が安定化されることで照射硬化、照射脆化も促進される。これを抑制するためには、不純物濃度そのものを下げる高純度化と、合金元素の Ti を利用し、Ti-C, N, O を析出させて不純物を固定するのが有効である。一方で、固溶 C, N, O 不純物の低下は強度の低下を招くことが懸念される。よって、C, N, O 濃度と析出状態の影響を定量的に明らかにし、強度を維持しつつ、照射硬化、照射脆化が許容範囲となる最適な不純物濃度と析出状態を求める必要がある。

液体リチウム-バナジウム合金間では、C, N, O 不純物の移行が起こるので、バナジウム合金中の C, N, O 濃度や析出状態が変化する。したがって刻々と不純物濃度や析出組織が変化していく過程での、材料の照射挙動を明らかにする必要がある。本研究では、実環境を模擬する液体リチ

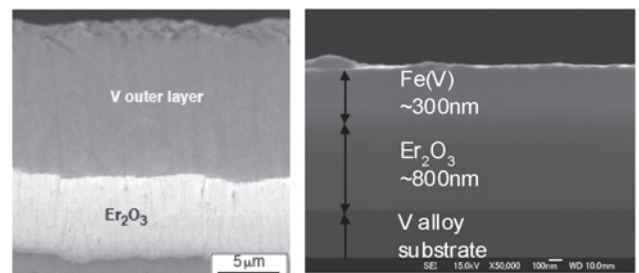


図6 V-4Cr-4Ti基板上に作製した、酸化エルビウムとバナジウムまたは鉄の二重被覆。
(左：電子ビーム蒸着法 (LLNL), 右：RF スパッタ法 (東京大学))

ウム中での中性子照射実験に先立ち、非照射での液体リチウム-バナジウム合金間での C, N, O 不純物の移行と、強度、組織変化を明らかにするため、ORNL のリチウム取り扱い施設において長時間浸漬試験を行った[8, 9]。浸漬試験の試料は日米それぞれのバナジウム共通合金である NIFS-HEAT-2 (JP 材) と US832665 (US 材) であり、いずれも合金組成は V-4Cr-4Ti である。

図 7 に 800 °C の液体リチウム浸漬による C, N, O 不純物の変化を示す。JP 材, US 材ともに, C, N 濃度が上昇し, O 濃度は減少することが実験的に明らかとなった。特に変化が大きいのは N 濃度である。C, N 濃度が上昇するのは, バナジウムの炭化物, 窒化物の生成自由エネルギーがリチウムのそれよりも低く化学的な親和力強いことで説明できる。O についてはその逆である。JP 材の変化が大きいのは, 今回用いた試験片の厚さが 0.25 mm であり, US 材の 0.76 mm と比較して薄いこと, すなわち, リチウムに接する面積に対して試験片の体積が小さいことによる。

図 8 に液体リチウム浸漬後の JP 材の降伏応力, 最大引張強度, 全伸びの試験温度依存性を示す。液体リチウム浸漬により, 最大引張強度が 973 K で 15%, 1073 K で 25% 低下した。全伸びはすべての条件で 10% 以上であり, 液体リチウムによる顕著な延性低下は見られなかった。微細組織観察によると, C, N 含有量の多い 100 nm 以上の粗大析出物

(Ti-C-N) と C, O 含有量の多い 100 nm 以下の微細析出物 (Ti-C-O) が観察された。Ti-C-N 析出物の数密度は N 濃度とともに上昇し, サイズも大きくなった。Ti-C-O 析出物の数密度は, O 濃度の低下とともに減少した。図 7 で示したように, C, N の濃度上昇が大きいにもかかわらず, 引張強度が低下したのは, Ti-C-N 析出物の形成によって C, N が固定されて硬化に寄与しなかったことと, O 濃度減少による引張強度低下が起こったためと考えられる。引張強度に対しては, より微細, 高密度に析出している Ti-C-O 析出物の影響が大きい, その数密度減少だけでは上記の強度低下を説明できないので, 固溶 O の減少も強度低下に寄与していると考えられる。

以上より, 液体リチウム中ではバナジウム合金の C, N の濃度は上昇するが, Ti-C-N 析出物として固定されるために強度への寄与は小さい。一方で, O 濃度は低下し, これによる Ti-C-O 析出物の減少と固溶 O の減少によって, 973 K 以上での最大引張強度が低下することが明らかとなった。この温度域での設計応力を決定するためには, 他にクリープ強度も評価する必要がある, 今後の課題である。全伸びについては液体リチウム浸漬後も 10% 以上あり, 顕著な延性低下は見られなかった。

3.4.3 液体金属雰囲気下中性子照射における V-4Cr-4Ti 合金の照射下クリープ特性

液体リチウム金属雰囲気下におけるバナジウム合金の高温照射下機械的性質を調べるため HFIR にて液体リチウム雰囲気における炉内照射クリープ試験を行った。本研究から得られる照射特性データはバナジウム合金の高温機械的性質, 特に照射クリープ変形過程を理解する基礎データとしてきわめて有用である。常陽炉で行われたナトリウム雰囲気材料照射キャプセルを用いた液体ナトリウム雰囲気における炉内照射クリープ試験との比較により照射クリープに及ぼす格子間型不純物の影響について検討した[10, 11]。

(a) 炉内照射用内圧クリープ管の開発[12-14]

核融合科学研究所による共通 V-4Cr-4Ti 材料 NIFS-HEAT-2 の製作と細管材への加工, 東北大学金属材料研究所と日本原子力研究開発機構東海研究所工作課および大洗工学センターとの共同研究により炉内照射クリープ用内圧管クリープ試験体作製が行われた。製作された NIFS-HEAT-2 細管材とクリープ試験片を図 9 に示す。高精度の試験片が作製されたことにより, 熱クリープ, 照射下クリープの精度の良い試験が可能になった。真空, 液体金属 (ナトリウム・リチウム) 雰囲気での NIFS-HEAT-2 のクリープ特性を明らかにした。

(b) 液体ナトリウム雰囲気キャプセルの開発[10]

ナトリウムボンド型照射キャプセル開発は東北大学金属材料研究所大洗センターと日本原子力研究開発機構大洗工学センターにより行われた。照射キャプセルへのナトリウム充填・炉内照射・キャプセル解体・試料洗浄等の作業工程を確立した。常陽炉におけるナトリウムボンドキャプセルは MNTR-1・2, SMIR-27, MARICO-2, CMIR-6 の常陽照射計画で装荷され照射実験に供された。

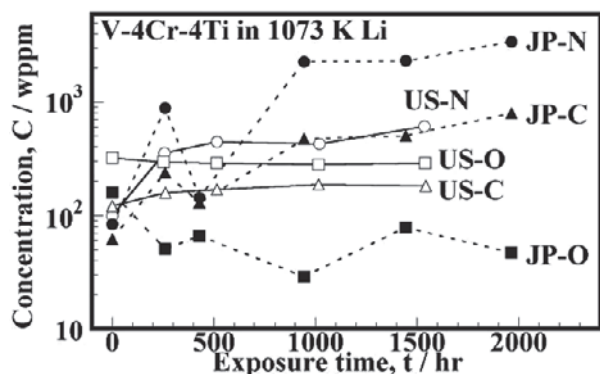


図 7 800 °C の液体リチウムに浸漬後のバナジウム合金の C, N, O 濃度と浸漬時間の関係。浸漬前の濃度は $t=0$ にプロットしてある。

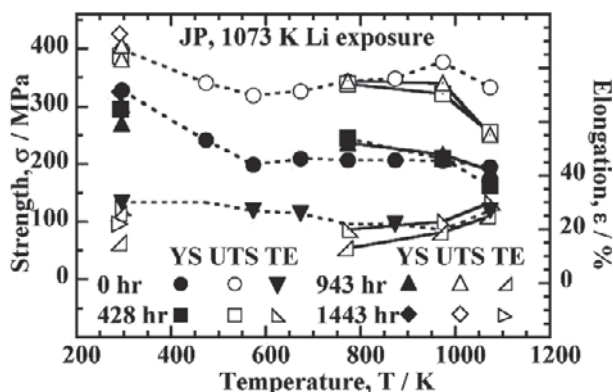


図 8 800 °C の液体リチウムに浸漬後のバナジウム合金の, 降伏応力 (YS), 最大引張強度 (UTS), 全伸び (TE) の試験温度依存性。

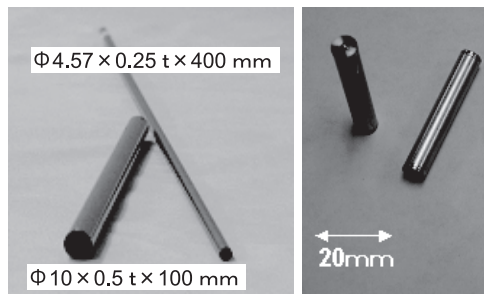


図9 V-4Cr-4Ti 合金 (NIFS-HEAT-2) で製作した細管と圧力管クリープ試験片。

(c) 常陽照射実験[10]

常陽炉 MNTR-1・2 で内圧クリープ管を用いた炉内クリープ試験を実施した。試料にはバナジウム二元系合金および NIFS-HEAT-2 合金を用いた。常陽照射 (MNTR-1, 2) の照射温度は 450~700 °C (± 30 °C の不確定性) で、中性子照射量は $1.1 \sim 12 \times 10^{25}$ n/m² ($E > 0.1$ MeV), pure V 損傷量換算で 1.7~5 dpa であった。

(d) HFIR 照射実験[9, 11]

HFIR において NIFS-HEAT-2 内圧クリープ管を用いた炉内クリープ試験を実施した。照射温度均一化のためリチウムボンド型照射キャプセルを用いた。HFIR-17J 照射は HFIR-RB* 照射孔にて 5 サイクル照射を行った。照射温度は 428~429 °C で制御された。損傷量は pure V 損傷量換算で 3.9 dpa であった。照射後試験としてクリープ測定、引張試験、TEM 観察を行った。

(e) 試験結果と考察[10-12]

NIFS-HEAT-2 合金の熱クリープ測定で得られたパラメータは、クリープ応力指数: 4.9, クリープ活性化エネルギー: 220 ± 40 kJ/mol, 純金属型転位クリープ機構 (50~200 MPa) であった。

NIFS-HEAT-2 の常陽炉照射クリープ測定から、クリープ応力指数として 1.2~1.7 が得られ、フェライト鋼などの照射クリープ変形過程と似た傾向であることが明らかとなった。図10に示すように、過去の研究で示された V-4Cr-4Ti における 445 °C 照射での 120 MPa からの急速なクリープ速度の上昇傾向は観察されず、照射クリープ速度は ATR や HFIR で行われた照射クリープ試験の照射クリープ変形速度と同じオーダーであった。このことから 400-600 °C における照射クリープ変形機構は同一のものであり、過飽和の空孔拡散・上昇運動による転位すべりによってクリープ変形を律則していることが示唆された。

引張試験では V-5Ti や V-4Cr-0.1 Ti, 1 Ti 合金で高温照射下にて大きな照射硬化がみられなかった一方で、NIFS-HEAT 合金で高温側でも照射硬化と延性低下がみられた。延性低下は照射後 400 °C 8 時間の真空熱処理で改善されたため、除洗時に発生した水素による延性低下であると考えられる。ナトリウム雰囲気およびリチウム雰囲気の違いによるクリープ変形挙動、引張挙動、損傷組織の有意差は顕著には認められなかった。高純度リチウムおよび高純度ナトリウム雰囲気における不純物移行は本実験の範囲内

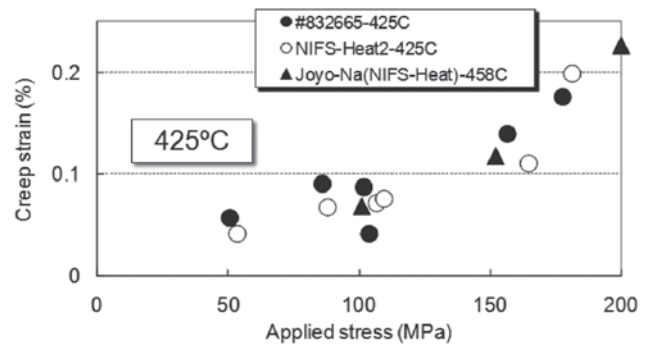


図10 HFIR-17J リチウム雰囲気 425 °C 照射と常陽ナトリウム雰囲気 458 °C 照射による照射クリープ歪みの応力依存性の比較 (#832665 はアメリカの候補 V-4Cr-4Ti 合金)。

(試料温度, 照射線量, 試験期間) で試料内部での損傷組織発達に大きく影響を与えなかったと考えられる。また液体金属雰囲気における照射クリープの活性化エネルギーは常陽, HFIR のデータから約 46 kJ/molK であることが明らかとなった。

本研究から照射下クリープ挙動の基本的パラメータが得られ、V-4Cr-4Ti の照射下健全性評価および使用寿命評価への指針が得られた。本研究で確立した照射クリープ試料作製、液体金属環境制御型照射キャプセル製作・実験手法・解体技術、照射クリープ試験片寸法測定技法は、バナジウム合金だけでなく、改良型ステンレス鋼の照射下クリープ試験にも応用され、現在活用されている。

3.4.4 核融合炉用 V-Cr-Ti 系合金の高性能化

V-4Cr-4Ti 系合金ではイットリウムを約 0.2% 微量に添加すると見かけ上の酸素の拡散が一桁程度小さくなることがヘリウムガス雰囲気中の酸素濃度を制御した酸化挙動の実験から明らかになった。合金中にわずかに固溶させたイットリウムは酸化に対して保護的な役割を果たす皮膜を効率的に形成させる [15]。さらに形成される皮膜は V-4Cr-4Ti 合金に形成された皮膜に比べて薄く緻密で V-4Cr-4Ti-0.2Y 合金では約 5 倍の破壊靱性 (K_{IC}) があることがわかり、イットリウムの適切な添加によってバナジウム合金に丈夫な耐酸化性の皮膜を形成させることができることを示した。酸化環境を含む様々な使用環境でのバナジウム合金と雰囲気との共存性を向上させるには製造加工工程や熱処理工程あるいは炉の稼働中における酸素窒素などのガス不純物原子の取り込みを防止することが必要である。このようなイットリウムの適切な添加はバナジウム合金の高性能化に有効である [16]。

イットリウム添加による高性能化の照射環境での適用性を明らかにする目的で、中性子照射した後の V-4Cr-4Ti 合金とイットリウムを微量に添加した V-4Cr-4Ti-0.1SiAlY 合金の機械的性質を比較した。中性子照射は HFIR にてリチウム雰囲気で 430 °C, 約 3.7 dpa まで行った。図11に示すように V-4Cr-4Ti-0.1SiAlY 合金では均一伸びが大きいまま保たれ、降伏応力は V-4Cr-4Ti 合金と比較して低い。このような違いはイットリウムなどの酸素や窒素を合金の母相から取り除く作用をもつ元素の適切な添加によるものと考えられる [17]。透過型電子顕微鏡によるミクロ組織観察で

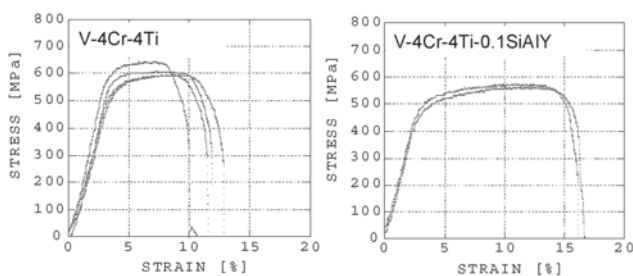


図11 HFIR で、430 °C、約 3.7 dpa まで照射した V-4Cr-4Ti(左)、V-4Cr-4Ti-0.1SiAlY(右)合金の引張り特性。

は、中性子照射によって形成された照射欠陥組織イットリウムなどの添加の影響が見られ、機械的性質と関連していると考えられる。

3.4.5 液体リチウム中でのバナジウム合金溶接材の耐照射脆化特性

バナジウム合金中の酸素は液体リチウムに移行するため強度は低下するものの、照射脆化に寄与する固溶酸素濃度が減少して耐照射脆化特性は向上すると期待できる。しかし、溶接部では溶接中の溶融、急凝固により Ti-C-O 析出物が消失し、すべての酸素が強制的に固溶されるので、固溶酸素濃度は母材より高い状態となる。よって、溶接部では母材と比較して照射脆化が促進されることが懸念される。

そこで、バナジウム合金溶接材を JMTR、常陽、米国 HFIR (High Flux Isotope Reactor) にて中性子照射し、照射後の母材、溶接金属でシャルピー衝撃試験と電子顕微鏡組織観察を行って照射脆化を評価した[18, 19]。衝撃試験片は $1.5 \times 1.5 \times 20$ mm の微小試験片である。照射温度、照射雰囲気、照射量は JMTR では 290 °C、He 雰囲気、0.08 dpa、常陽炉では 400 °C、液体ナトリウム、0.98 dpa、HFIR では 430 °C、液体リチウム、3.7 dpa である。

図12に中性子照射前後の母材、溶接金属のシャルピー衝撃エネルギーの温度依存性を示す。ここでは、延性脆性遷移温度 (DBTT, Ductile-Brittle Transition Temperature) を、シャルピー衝撃エネルギーが非照射の上部柵エネルギー (E_U) の半分 ($E_U/2$) になる温度と定義する。通常、構造材料の DBTT は室温以下であることが要求される。中性子照射前 (Unirrad.) の母材 (BM, Base Metal)、溶接金属 (WM, Weld Metal) の DBTT は液体窒素温度 (-196 °C) 以下と きわめて良好であった。照射後の母材の DBTT は、JMTR の 0.08 dpa 照射、HFIR の 3.7 dpa 照射後とも -196 °C 以下であり、最も DBTT が上昇した常陽炉の 0.98 dpa の場合でも -139 °C と室温より十分低く、きわめて良好であった。HFIR では常陽炉よりも照射量が高いにもかかわらず DBTT が低いのは、リチウム雰囲気照射で固溶酸素濃度が減少した効果の他に、照射温度が高く照射欠陥が蓄積しにくいことも原因として考えられる。一方、溶接金属の DBTT は JMTR、0.08 dpa 照射後で -160 °C、常陽炉、0.98 dpa 照射後で -77 °C と良好なレベルは維持しているが、同条件で照射後の母材と比較すると DBTT 上昇が大きく、溶接金属では母材と比較して照射脆化が促進されるこ

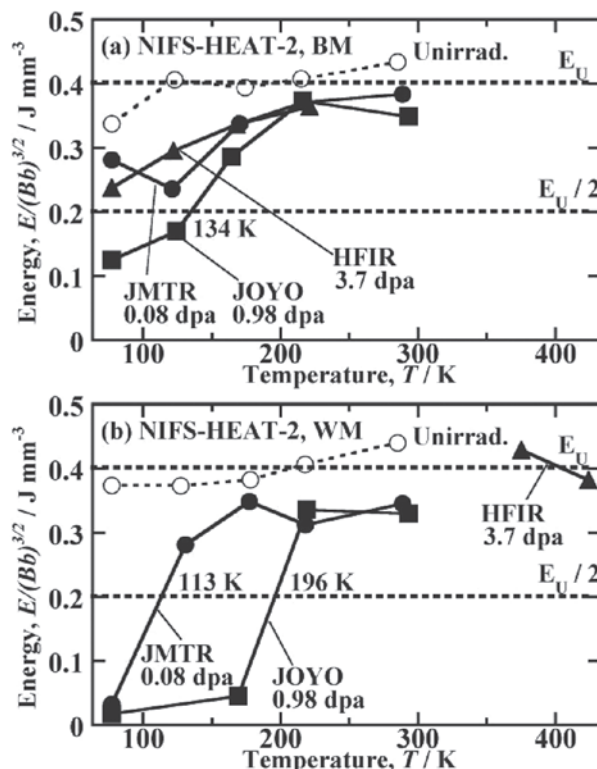


図12 中性子照射前後の NIFS-HEAT-2 の(a)母材、(b)溶接金属のシャルピー衝撃エネルギー。

とが明らかとなった。この原因の可能性として、溶接金属では照射による析出の発生がより顕著であることが組織観察より示された。HFIR、3.7 dpa のデータは 102 °C 以上の試験温度に限られるが、衝撃エネルギーが非照射の上部柵エネルギーと変わらない。この照射レベルでは溶接材は良好な耐照射脆化特性を維持していることが期待される。

3.5 まとめ

本研究では、Li/V プランケットの重要課題である、MHD 低減絶縁被覆開発およびバナジウム合金の照射特性に関して大きな前進が得られた。MHD 低減絶縁被覆では、新たな候補材として酸化エルビウムが見出され、酸化エルビウムあるいは酸化エルビウムと金属の二重被覆がきわめて有望であることが明らかになった。特に、不純物を制御した環境では液体リチウムとの長期共存性にきわめて優れていること、照射下でも共存性は変わらないことが明らかになったのは大きな進歩である。ここで見出された酸化エルビウムはその後の試験で水素透過バリアとしても優れた特性を有することがわかり、高トリチウム分圧の Li-Pb や溶融塩 Flibe プランケットにおけるトリチウム漏洩防止被覆としても注目されるようになった。これに関する研究は次期計画 (TITAN 計画) にも引き継がれている。

バナジウム合金の試験片製作技術が大きく進歩し、高品質のクリープ試験片や溶接材が製作された。これにより液体リチウム環境下での熱クリープ、照射下クリープの精度の高いデータが得られ、開発目標を定量的に議論できるようになり、さらに溶接部材の照射試験により、照射下で健全性を保つための溶接後、照射後熱処理の指針が得られ

た。これらは、ブランケットの設計に寄与する重要な知見である。また、日本独自で開発した Y 添加合金の優れた耐照射性が確認され、デザインウィンドウをさらに広げる可能性も示された。

参考文献

- [1] T. Muroga, T. Nagasaka, K. Abe, V.M. Chernov, H. Matsui, D.L. Smith, Z.-Y. Xu and S.J. Zinkle, J. Nucl. Mater. **307-311**, 547 (2002).
- [2] R.J. Kurtz, K. Abe, V.M. Chernov, D.T. Hoelzer, H. Matsui, T. Muroga and G.R. Odette, J. Nucl. Mater. **329-333**, 47 (2004).
- [3] B.A. Pint, P.F. Tortorelli, A. Jankowski, J. Hayes, T. Muroga, A. Suzuki, O.I. Yeliseyeva and V.M. Chernov, J. Nucl. Mater. **329-333**, 119 (2004).
- [4] 田中照也, 室賀健夫, 四竈樹男, 土屋 文, 鳴井 実, 西谷健夫, 飯田敏行, 佐藤文信, 池田念治, 鈴木晶大: プラズマ・核融合学会誌 **83**, 391 (2007).
- [5] A. Sawada, B.A. Pint, A. Suzuki, F. Koch, H. Maier, T. Terai and T. Muroga, presented at ICFRM-12 (Santa Barbara, 2005).
- [6] A. Suzuki, T. Muroga, B.A. Pint, T. Yoneoka and S. Tanaka, Fusion Eng. Des. **69**, 397 (2003).
- [7] B.A. Pint, S.J. Pawel, M. Howell, J.L. Moser, G.W. Garner, M.L. Santella, P.F. Tortorelli, F.W. Wiffen and J.R. DiStefano, J. Nucl. Mater., **386-388**, 712 (2009).
- [8] T. Nagasaka, T. Muroga, M. M. Li, D. T. Hoelzer, S. J. Zinkle, M. L. Grossbeck and H. Matsui, Fusion Eng. Des. **81**, 307 (2006).
- [9] Meimei Li, T. Nagasaka, D.T. Hoelzer, M.L. Grossbeck, S.J. Zinkle, T. Muroga, K. Fukumoto, H. Matsui and M. Narui, J. Nucl. Mater. **367-370**, 788 (2007).
- [10] K. Fukumoto, M. Narui, H. Matsui, K. Ito and Y. Yano, J. Nucl. Sci. Technol. **45**, 171 (2008).
- [11] K. Fukumoto, M. Narui, H. Matsui, T. Nagasaka and T. Muroga, Plasma Fusion Res. **3**, 017 (2008).
- [12] K. Fukumoto, T. Nagasaka, T. Muroga, N. Nita and H. Matsui, J. Nucl. Mater. **367-370**, 834 (2007).
- [13] K. Fukumoto, H. Matsui, M. Narui, T. Nagasaka and T. Muroga, J. Nucl. Mater. **335**, 103 (2004).
- [14] T. Nagasaka, T. Muroga, K. Fukumoto, H. Watanabe, M. L. Grossbeck and J. Chen, Nucl. Fusion **46**, 618 (2006).
- [15] M. Satou, T. Nagasaka, T. Hino, M. Fujiwara, T. Muroga, T. Iikubo and K. Abe, 21th IAEA Fusion Energy Conf., Conf. Proc. (Chengdu, 2006).
- [16] T. Chuto, M. Satou, A. Hasegawa, K. Abe, T. Muroga and N. Yamamoto, Effects of Radiation on Mater. STP-1447, 69701 (2004).
- [17] T. Chuto, M. Satou, A. Hasegawa, K. Abe, T. Muroga and N. Yamamoto, J. Nucl. Mater. **326**, 4 (2004).
- [18] T. Nagasaka, T. Muroga, H. Watanabe, K. Yamasaki, N. J. Heo, K. Shinozaki and M. Narui, Mater. Trans. **46**, 498 (2005).
- [19] H. Watanabe, K. Yamasaki, A. Higashizima, N. Yoshida, T. Nagasaka and T. Muroga, J. Nucl. Mater. **367-370**, 794 (2007).